



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **09157785 A**(43) Date of publication of application: **17.06.97**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**
C22C 38/06
C22C 38/50
C22C 38/58
E04C 3/04

(21) Application number: **07320552**(22) Date of filing: **08.12.95**(71) Applicant: **NKK CORP**(72) Inventor: **WADA NORIKI**
MURAOKA RYUJI**(54) STEEL MATERIAL FOR EARTHQUAKE
RESISTANT BUILDING****(57) Abstract:**

PROBLEM TO BE SOLVED: To enable the plastic earthquake resistant design of the buildings in the vicinity of an active fault by specifying the composition of a steel and forming a structure composed essentially of two phases of coarse-grained ferrite and bainite.

SOLUTION: A steel composition, consisting of, by weight ratio, 0.04-0.18% C, 0.05-0.4% Si, 0.6-1.7% Mn,

0.001-0.06% Al, 230ppm N, 230ppm O, and the balance Fe with inevitable impurities, is provided. Further, a structure, composed essentially of two phases of coarse-grained ferrite and bainite, is formed. Moreover, one or 2 kinds among 0.005-0.015% Ti, 0.005-0.04% Nb, 0.005-0.1% V, 0.05-0.6% Cu, 0.05-0.6% Ni, 0.05-1.0% Cr, and 0.02-0.6% Mo can be added. By this method, the steel material for earthquake resistant buildings, stably having high strength and toughness even after subjected to repeated strain at high strain rate, can be provided.

COPYRIGHT: (C)1997,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平9-157785

(43) 公開日 平成9年(1997)6月17日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
			38/06	
			38/50	
			38/58	
E 0 4 C 3/04			E 0 4 C 3/04	
審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 7 頁)				

(21) 出願番号 特願平7-320552

(22) 出願日 平成7年(1995)12月8日

(71) 出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(72) 発明者 和田 典己

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(72) 発明者 村岡 隆二

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日

本鋼管株式会社内

(74) 代理人 弁理士 鈴江 武彦

(54) 【発明の名称】 耐震建築用鋼材

(57) 【要約】

【課題】 高歪速度で変形を受けた場合にも低降伏比（80%以下）を示し、かつ高歪速度で繰り返し歪を受けた後も安定して高靱性を示す耐震建築用鋼材を提供すること。

【解決手段】 重量比で、C：0.04～0.18%、Si：0.05～0.4%、Mn：0.6～1.7%、Al：0.001～0.06%、N：30ppm以下、O：30ppm以下であり、残部がFeおよび不可避免的不純物からなり、粗粒フェライトとベイナイトの2相を主体とする組織を有する耐震建築用鋼材。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比で、C：0.04～0.18%、Si：0.05～0.4%、Mn：0.6～1.7%、Al：0.001～0.06%、N：30ppm以下、O：30ppm以下であり、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、粗粒フェライトとベイナイトの2相を主体とする組織を有することを特徴とする耐震建築用鋼材。

【請求項2】 重量比で、C：0.04～0.18%、Si：0.05～0.4%、Mn：0.6～1.7%、Al：0.001～0.06%、N：30ppm以下、O：30ppm以下であり、Ti：0.005～0.015%、Nb：0.005～0.04%、V：0.005～0.1%、Cu：0.05～0.6%、Ni：0.05～0.6%、Cr：0.05～1.0%、Mo：0.02～0.6%のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、粗粒フェライトとベイナイトの2相を主体とする組織を有することを特徴とする耐震建築用鋼材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、耐震性を重視して設計される建築分野、特に非常に近い震源に対しても有効な耐震建築用鋼材に関する。

【0002】

【従来の技術】昭和56年に改正施行された建築物の耐震設計法は、それまでの構造物各部に生じる応力度を鋼材の降伏点以内に留めるという弾性設計に変えて、鋼材が降伏後、最大強さに達するまでの組成域での変形能力を利用して、地震入力エネルギーを吸収させ、建物の耐震安全性を確保しようとするものである。このため、新耐震設計法が適用される建築物の鋼材は、降伏後の変形性能を表わすパラメータである降伏比（YR）が低いこと、つまり低降伏比が求められるようになっている。引張強さ（TS）500MPa級の鋼材では、熱間圧延を再結晶域で仕上げ、組織の粗大化を図り、所期の低降伏比を確保している。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】震源が非常に近い活断層タイプの地震は、揺れの速度が非常に速く、建物に対し歪速度にして $10^{-1} \sim 10 S^{-1}$ の高速変形が加えられるという特徴がある。現在の建築鋼材は上述したように低YRではあるが、それは通常の歪速度 $10^{-2} S^{-1}$ 前後で引張った時の値であり、上述のような高歪速度での変形の場合に低YRが確保されるかは疑問である。

【0004】本発明者らは、従来の圧延ま（フェライト+パーライト組織）のSN490級の鋼について歪速度を変化させた引張試験を行ったところ、歪速度 $10^{-2} S^{-1}$ 前後の場合にはYRが80%未満であったものが、歪速度 $10^0 S^{-1}$ 前後の場合にはYRが大きく上昇し、

80%以上の値となってしまうことが判明した。

【0005】また、阪神大地震では、構造部材が高速の繰返し塑性変形を受けて脆化し、次の引張変形を受けた時に脆性破壊する事例があった。脆性破壊が起ると建物の大崩壊にもつながりかねないため、耐震用鋼材としてはこのような破壊様式は避けなければならない。

【0006】従来のSN490級の鋼も予歪を受けていない場合には、脆性－延性破面遷移温度は室温以下であって十分な靱性を有しているが、高速の繰返し歪が加わった場合には、どの程度の劣化を示すか不明であった。

【0007】本発明者らは、従来のSN490級の数種類の鋼に対し、歪速度 $10 S^{-1}$ で正負交番の歪増型の予歪（1%圧縮塑性歪付与→1%引張塑性歪付与→2%圧縮塑性歪付与→2%引張塑性歪付与→4%圧縮塑性歪付与→4%引張塑性歪付与；以後この予歪付与を±1+2+4%と記す）を与えた後、シャルピー試験を実施したところ、靱性は劣化し、脆性－延性破面遷移温度が室温以上になるものも現れた。

【0008】一方、特開平2-197522号公報や特開平5-21440号公報には、低温靱性に優れた低降伏比の建築鋼材が開示されている。しかし、どちらも通常の歪速度での引張試験しか実施していないため、高歪速度でのYR値が示されていない。また、靱性も予歪がない場合のシャルピー衝撃試験に基づいた値により評価されており、高速の歪が加わった後の靱性値は不明である。

【0009】そこで、これらの記載に基づいて試作した鋼材における高歪速度（ $=10 S^{-1}$ ）での引張特性ならびに高歪速度（ $=10 S^{-1}$ ）で±1+2+4%の繰返し予歪を与えた後の靱性について評価した。その結果、高歪速度（ $=10 S^{-1}$ ）でのYRが80%を超える値となり、また高歪速度での繰返し予歪後の靱性はばらつき、中には $v E-s$ の値が20J未満の著しく脆化しているものが散見された。すなわち、これらの技術に基づく鋼材も、活断層タイプの地震の場合には、十分な耐震性を有していないことが判明した。

【0010】本発明はかかる事情に鑑みてなされたものであって、高歪速度で変形を受けた場合にも低降伏比（80%以下）を示し、かつ高歪速度で繰返し歪を受けた後も安定して高靱性を示し、活断層近傍の建造物の塑性耐震設計を可能にする耐震建築鋼材を提供することを目的とする。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明は、上記課題を解決するために、第1に、重量比で、C：0.04～0.18%、Si：0.05～0.4%、Mn：0.6～1.7%、Al：0.001～0.06%、N：30ppm以下、O：30ppm以下であり、残部がFeおよび不可避免の不純物からなり、粗粒フェライトとベイナイ

トの2相を主体とする組織を有することを特徴とする耐震建築用鋼材を提供する。

【0012】第2に、重量比で、C：0.04～0.18%、Si：0.05～0.4%、Mn：0.6～1.7%、Al：0.001～0.06%、N：30ppm以下、O：30ppm以下であり、Ti：0.005～0.015%、Nb：0.005～0.04%、V：0.005～0.1%、Cu：0.05～0.6%、Ni：0.05～0.6%、Cr：0.05～1.0%、Mo：0.02～0.6%のうち1種または2種以上を含有し、残部がFeおよび不可避免的な不純物からなり、粗粒フェライトとベイナイトの2相を主体とする組織を有することを特徴とする耐震建築用鋼材を提供する。

【0013】本発明者らは、上記課題を解決すべくミクロ組織と高歪速度におけるYRとの関係について鋭意検討を重ねた結果、以下に示す重要な知見を得た。まず、YR値は、図1に示すように引張試験における歪速度が大きくなるほど上昇する。しかし、フェライト+パーライト主体の組織よりもフェライト+ベイナイト主体の組織のほうが上昇程度が低い。フェライト+ベイナイト主体の組織の中では、フェライトが粗粒なほど、高歪速度（ $>10^{-1} S^{-1}$ ）で低YR値が得られることがわかった。この図に示すように、粗粒フェライトとベイナイト主体の混合組織とすることにより、歪速度 $10 S^{-1}$ でもYR80%以下が達成されている。本発明での粗粒フェライトはASTM粒度No. 11以下のものをいう。なお、図1の供試材としては、後述する表2のA1～A3の鋼板を用いた。

【0014】また、粗粒フェライト（ASTM粒度No. 9～11）+ベイナイト主体の混合組織の高歪速度（ $=10 S^{-1}$ ）繰り返し予歪後の靱性は、図2に示すようにかなりのバラツキを有しているが、その下限値は酸素含有量により支配され、酸素含有量を30ppm以下にすることにより、 vE_5 の最小値が100Jより大きい安定した靱性が得られることが判明した。これは、酸素含有量を30ppm以下とすることで、高速繰り返し歪が付与されている際にマイクロ歪集中源となる鋼中酸化物が減少し、微細化したためである。なお、図2の供試材としては、表1のA鋼を基本に、酸素のみ19～44ppmの範囲で変化させた鋼を用いた。

【0015】以上のことから、高歪速度で変形を受ける場合にも低YR（80%以下）を示し、かつ高歪速度で繰り返し歪を受けた後も安定して高靱性を示す耐震鋼材を得るためには、酸素含有量が30ppm以下で、粗粒フェライトとベイナイトの2相を主体とする組織にすればよいという知見を得た。上記構成の本発明は、本発明者らのこのような知見に基づいてなされたものである。

【0016】

【発明の実施の形態】本発明に係る耐震建築鋼材は、重量比で、C：0.04～0.18%、Si：0.05～

0.4%、Mn：0.6～1.7%、Al：0.001～0.06%、N：30ppm以下、O：30ppmであり、残部がFeおよび不可避免的な不純物からなり、粗粒フェライトとベイナイトの2相を主体とする組織を有する。また、さらにTi：0.005～0.015%、Nb：0.005～0.04%、V：0.005～0.1%、Cu：0.05～0.6%、Ni：0.05～0.6%、Cr：0.05～1.0%、Mo：0.02～0.6%のうち1種または2種以上を含有してもよい。

【0017】Cは、最も安価な元素であり高強度化に有効な元素であるが、0.04%未満では厚物で強度が不足し、一方0.18%を超えると溶接性が著しく劣化する。したがって、C含有量を0.04～0.18%の範囲に規定する。

【0018】Siは、鋼材の強度、溶鋼の予備脱酸に必要な元素であり、予備脱酸のためには0.05%以上の添加が必要であるが、0.4%を超えると鋼材の靱性、溶接HAZ靱性を劣化させる。したがって、Si含有量を0.05～0.4%の範囲に規定する。

【0019】Mnは、母材の強度を確保するために必要な元素である。しかし、0.6%未満では厚物で強度が不足して多量の合金元素の添加が必要となり、コスト高を招く。また、Mnは中央偏析しやすい元素であるため、1.7%を超えると板厚中央が著しく脆化する。したがって、Mn含有量を0.6～1.7%の範囲に規定する。

【0020】Alは、脱酸に必要な元素であるが、0.001%未満では十分な脱酸が期待できない。また、0.06%を超えると、連続铸造スラブの表面に傷が発生しやすい。したがって、Al含有量を0.001～0.06%に規定する。

【0021】Nは、固体鋼中に固溶Nや窒化物系介在物として存在し、固溶Nや粗大窒化物系介在物は鋼の靱性を劣化させる。Nが30ppmを超えると固溶Nとなって存在する。あるいは、また、最終凝固部に粗大な窒化物（例えばTiNやNbN）を生成しやすくなり、優れた靱性が得られない。したがって、Nを30ppm以下に規制する。

【0022】Oは、上述したように、高歪速度での繰り返し歪を付与した後の靱性を高めるために、30ppm以下に規制する。Nb、V、Cu、Ni、Cr、Moは、いずれも鋼の高強度化に有効な元素である。しかし、Nb：0.005%以下、V：0.005%以下、Cu：0.05%以下、Ni：0.05%以下、Cr：0.05%以下、Mo：0.02%以下では、明瞭な強度上昇効果が得られない。

【0023】一方、NbはNb（CN）、VはVCを析出し、高強度化に寄与するが、0.04%を超えたNbの添加、および0.1%を超えたVの添加は降伏比を著しく上昇させてしまう。

【0024】また、Cu、Ni、Cr、Moは、固溶強化や焼入性向上効果を通して高強度に寄与する。しかし、0.6%を超えるCuの添加はCu割れの発生の危険性を著しく増大させる。1.0%を超えるCrの添加および0.6%を超えるMoの添加は溶接性を著しく劣化させる。さらに、Niは高価な元素であるから、コストの観点からその上限を0.6%とする。

【0025】したがって、Nb:0.005~0.04%、V:0.005~0.1%、Cu:0.05~0.6%、Ni:0.05~0.6%、Cr:0.05~1.0%、Mo:0.02~0.6%の範囲に規定する。

【0026】Tiは、TiNを形成し、溶接HAZ部の組織粗大化を抑制してHAZ靱性の向上に寄与する元素である。しかし、0.005%未満ではHAZ靱性向上効果が発揮されず、0.015%を超えて添加すると溶接の冷却過程でTiCが析出してHAZ靱性の劣化を招く。したがって、Ti含有量を0.005~0.015%の範囲に規定する。

【0027】P、Sは、本発明が目的とする耐震性とは直接的な関係はないが、溶接性や板厚方向の延性の観点から低いほうが望ましい。また、介在物形態制御の観点*

*から、適量のCaまたは希土類金属(REM)の添加は望ましい。

【0028】また、マイクロ組織は、上述したように、粗粒フェライト+ベイナイトの2相を主体とする組織とする。このような組織とすることにより、高歪速度(>0.1S⁻¹)において低YR値が得られる。この場合に、ベイナイト率は40~70%が好ましい。

【0029】本発明の鋼は、上記組成およびマイクロ組織を有していれば、その製造方法は特に制限されるものではない。したがって、得ようとする特性に応じて、熱間圧延における加熱温度、仕上温度を規定したり、その後の冷却速度を制御したり、さらに特定条件の焼入れ焼戻しを行なうことも可能である。

【0030】

【実施例】以下、この発明の実施例について説明する。表1に供試鋼の化学成分を示す。鋼G、H、I、R、SはTS570MPa級、M、N、TはTS400MPa級の鋼であり、その他はTS490MPa級の鋼である。これらは全て、軽圧下プロセスを含む連続製造にてスラブにした。

【0031】

【表1】

(wt%)																			
鋼	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	Ti	Al	REM	Ca	N	O	Ceqw	Pcm
A	0.13	0.25	1.40	0.014	0.003	—	—	—	—	—	—	—	0.035	—	—	0.0025	0.0019	0.374	0.208
B	0.17	0.15	1.21	0.018	0.004	—	—	—	—	—	—	—	0.015	—	—	0.0029	0.0024	0.378	0.236
C	0.10	0.31	1.55	0.009	0.002	—	—	—	—	—	—	—	0.027	—	—	0.0019	0.0017	0.371	0.188
D	0.11	0.35	1.45	0.010	0.001	—	—	—	—	—	—	0.012	0.055	—	—	0.0022	0.0026	0.366	0.194
E	0.10	0.29	1.44	0.008	0.002	—	—	—	—	0.010	—	0.008	0.008	—	—	0.0017	0.0017	0.352	0.182
F	0.10	0.40	1.50	0.002	0.002	0.32	0.11	—	—	—	—	—	0.030	—	—	0.0030	0.0003	0.408	0.245
G	0.12	0.30	1.33	0.019	0.004	—	—	0.30	0.22	—	0.041	—	0.029	—	—	0.0026	0.0022	0.472	0.230
H	0.08	0.24	1.65	0.007	0.002	0.30	0.18	—	0.18	0.015	0.040	0.010	0.035	—	—	0.0018	0.0015	0.397	0.185
I	0.10	0.35	1.39	0.004	0.001	—	0.50	0.10	0.30	—	0.047	—	0.044	—	0.0011	0.0028	0.0024	0.457	0.219
J	0.11	0.33	1.48	0.010	0.002	—	—	—	—	—	—	—	0.021	—	0.0018	0.0019	0.0022	0.370	0.195
K	0.12	0.21	1.40	0.009	0.001	—	—	—	—	—	—	—	0.016	0.011	—	0.0025	0.0018	0.362	0.197
L	0.15	0.31	1.42	0.012	0.002	—	—	—	—	—	0.031	0.007	0.039	—	0.0012	0.0015	0.0019	0.402	0.234
M	0.10	0.18	0.66	0.014	0.004	—	—	—	—	—	—	—	0.020	—	—	0.0022	0.0028	—	—
N	0.17	0.20	0.72	0.009	0.002	—	—	—	—	—	—	—	0.016	—	0.0026	0.0018	0.0020	—	—
O	0.11	0.35	1.46	0.011	0.001	—	—	—	—	—	—	0.012	0.056	—	—	0.0028	0.0036	0.368	0.195
P	0.17	0.15	1.21	0.017	0.004	—	—	—	—	—	—	—	0.014	—	—	0.0035	0.0040	0.378	0.236
Q	0.10	0.30	1.45	0.008	0.002	—	—	—	—	0.011	—	0.010	0.045	—	—	0.0024	0.0038	0.354	0.193
R	0.12	0.30	1.30	0.017	0.003	—	—	0.28	0.22	—	0.044	—	0.032	—	—	0.0032	0.0042	0.463	0.228
S	0.06	0.24	1.65	0.007	0.001	0.32	0.20	—	0.18	0.016	0.040	0.010	0.035	—	—	0.0029	0.0045	0.398	0.185
T	0.11	0.18	0.67	0.012	0.004	—	—	—	—	—	—	—	0.018	—	—	0.0032	0.0035	—	—

【0032】これらの組成を有するスラブを表2に示す製造条件により鋼板とした。表2に得られた鋼板のマイクロ組織を併記した。この表から、本発明の粗粒フェライトとベイナイトの混合組織は、TS400MPa、490MPa級の鋼では、
[低温加熱(1050~1150℃)] + [高温仕上圧

延(800℃以上)] + [低温ほど強冷却となる制御冷却]

を施すことで得られる。

【0033】また、TS570MPa級の鋼では、

[高温加熱] + [高温仕上圧延] + [直接焼入] + [2相域焼入] + [焼戻し]あるいは、[高温加熱焼入] +

[2相域焼入] + [焼戻し]

*【0034】

により得られることが確認される。

*【表2】

	板番	板厚 mm	銅番	組織	α 粒度	B 面減率	製 造 法
発明鋼	A1	16	A	粗粒 α +B	9.5	50	HT:1100℃, FRT:830℃, ACC(ST:830℃, FT:550℃, ST-700℃:5℃/s, 700℃-FT:10℃/s)
比較鋼	A2	16	A	α +P	9	0	HT:1100℃, FRT:830℃, 放冷
比較鋼	A3	16	A	α +B	12	45	HT:1100℃, FRT:830℃, ACC(ST:800℃, FT:550℃, ST-FT:8℃/s)
発明鋼	B1	30	B	粗粒 α +B	10.5	40	HT:1100℃, FRT:800℃, ACC(ST:800℃, FT:550℃, ST-700℃:4℃/s, 700℃-FT:8℃/s)
比較鋼	B2	30	B	α +P	8	0	HT:1100℃, FRT:800℃, 放冷
発明鋼	C1	40	C	粗粒 α +B	9	70	HT:1050℃, FRT:840℃, ACC(ST:830℃, FT:500℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)
比較鋼	C2	40	C	α +B	12.5	60	HT:1200℃, FRT:750℃, ACC(ST:740℃, FT:500℃, ST-FT:5℃/s)
発明鋼	D1	40	D	粗粒 α +B	9	70	HT:1080℃, FRT:820℃, ACC(ST:800℃, FT:500℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)
発明鋼	E1	60	E	粗粒 α +B	11	65	HT:1120℃, FRT:820℃, ACC(ST:800℃, FT:600℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)
比較鋼	E2	60	E	α +B	13	65	HT:1120℃, FRT:820℃, ACC(ST:800℃, FT:600℃, ST-FT:5℃/s)
比較鋼	E3	60	E	B单相	—	100	HT:1120℃, FRT:820℃, ACC(ST:800℃, FT:500℃, ST-FT:7℃/s)
発明鋼	F1	40	F	粗粒 α +B	10	40	HT:1050℃, FRT:800℃, ACC(ST:830℃, FT:500℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)
比較鋼	F2	40	F	α +P	7.5	0	HT:1050℃, FRT:800℃, 放冷
発明鋼	G1	40	G	粗粒 α +B	11	60	Q-Q'-T(Q:1000℃, Q':760℃, T:580℃)
比較鋼	G2	40	G	α +B	14	75	Q-Q'-T(Q:900℃, Q':760℃, T:580℃)
発明鋼	H1	36	H	粗粒 α +B	10	70	DQ-Q'-T(HT:1150℃, FRT:900℃, Q':760℃, T:580℃)
比較鋼	H2	36	H	α +B	12.5	80	DQ-Q'-T(HT:1050℃, FRT:800℃, Q':760℃, T:580℃)
発明鋼	I1	60	I	粗粒 α +B	11	50	Q-Q'-T(Q:970℃, Q':740℃, T:600℃)
発明鋼	J1	60	J	粗粒 α +B	9	70	HT:1050℃, FRT:840℃, ACC(ST:830℃, FT:500℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)
発明鋼	K1	40	K	粗粒 α +B	9	70	HT:1050℃, FRT:840℃, ACC(ST:830℃, FT:500℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)
発明鋼	L1	50	L	粗粒 α +B	10	45	HT:1120℃, FRT:820℃, ACC(ST:800℃, FT:600℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)
発明鋼	M1	40	M	粗粒 α +B	10	50	HT:1150℃, FRT:840℃, ACC(ST:830℃, FT:500℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)
比較鋼	M2	40	M	α +P	7.5	0	HT:1150℃, FRT:840℃, 放冷
発明鋼	N1	45	N	粗粒 α +B	9	60	HT:1100℃, FRT:830℃, ACC(ST:830℃, FT:550℃, ST-700℃:3℃/s, 700℃-FT:8℃/s)
比較鋼	O1	40	O	粗粒 α +B	9	70	HT:1080℃, FRT:820℃, ACC(ST:800℃, FT:500℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)
比較鋼	P1	30	P	粗粒 α +B	10.5	40	HT:1100℃, FRT:800℃, ACC(ST:800℃, FT:550℃, ST-700℃:4℃/s, 700℃-FT:8℃/s)
比較鋼	Q1	60	Q	粗粒 α +B	11	65	HT:1120℃, FRT:820℃, ACC(ST:800℃, FT:600℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)
比較鋼	R1	40	R	粗粒 α +B	11	60	Q-Q'-T(Q:1000℃, Q':760℃, T:580℃)
比較鋼	S1	36	S	粗粒 α +B	10	70	DQ-Q'-T(HT:1150℃, FRT:900℃, Q':760℃, T:580℃)
比較鋼	T1	40	T	粗粒 α +B	10	50	HT:1150℃, FRT:840℃, ACC(ST:830℃, FT:500℃, ST-700℃:2℃/s, 700℃-FT:5℃/s)

HT:加熱温度、FRT:圧延仕上げ温度、ACC:加速冷却開始温度、FT:加速冷却停止温度
DQ:直接焼入、Q:再加熱焼入、Q':2相域焼入、T:焼戻し

【0035】表3に、各銅板の通常の歪速度(=0.01 S⁻¹)、高歪速度(=10 S⁻¹)での引張特性、ならびに予歪なし、高歪速度(=10 S⁻¹)で±1+2+4%の繰返し予歪を与えた後のシャルピー衝撃試験結果を示す。

【0036】引張試験片として1/4 tよりC方向に採取された断面12角(12mm×12mm)+平行部長さ100mmの角棒試験片を用いた。この試験片に対し、サ

ーボ式の試験機でストローク速度1m/秒、すなわち歪速度10 S⁻¹で引張り試験を行なった。また、同じ試験片に対し、歪速度10 S⁻¹で±1+2+4%の繰返し予歪を与えた後、シャルピー衝撃試験片を採取し、v T sおよびv E-sを測定した。-5℃では9本のシャルピー衝撃試験を実施し、その平均値と最小値を求めた。

【0037】

【表3】

板番	板厚 mm	組 織	通常の引張特性			高歪速度の引張特性			無加工時の靱性			高歪速度での引張特性		
			YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	YR (%)	vE-5(ave) (J)	vTs (J)	vE-5(min) (J)	vTs (J)		
発明鋼 A1	16	粗粒α+B	370	515	71.8	440	585	75.2	330	-105	315	278	-95	
比較鋼 A2	16	α+P	365	505	70.3	478	564	84.8	314	-50	136	21	-10	
比較鋼 A3	16	α+B	380	521	72.9	476	580	82.1	333	-120	276	245	-95	
発明鋼 B1	30	粗粒α+B	365	530	68.9	435	597	72.9	320	-95	312	255	-90	
比較鋼 B2	30	α+P	348	515	67.6	460	570	80.7	298	-45	36	15	5	
発明鋼 C1	40	粗粒α+B	365	515	70.9	422	581	72.6	326	-85	309	238	-80	
比較鋼 C2	40	α+B	390	508	76.8	481	580	84.7	332	-100	288	214	-75	
発明鋼 D1	40	粗粒α+B	370	509	72.7	434	571	76.0	310	-85	296	197	-75	
発明鋼 E1	60	粗粒α+B	402	555	72.4	458	611	75.0	343	-105	320	255	-100	
比較鋼 E2	60	α+B	426	560	76.1	520	633	82.1	352	-110	313	236	-90	
比較鋼 E3	60	B単相	475	580	81.9	546	649	84.1	326	-85	276	165	-70	
発明鋼 F1	40	粗粒α+B	380	549	69.2	445	603	73.8	314	-90	301	216	-80	
比較鋼 F2	40	α+P	340	534	63.7	459	570	80.5	195	-35	25	12	10	
発明鋼 G1	40	粗粒α+B	465	635	73.2	529	701	75.5	297	-100	276	215	-100	
比較鋼 G2	40	α+B	504	644	78.3	610	713	85.6	291	-85	252	184	-70	
発明鋼 H1	36	粗粒α+B	458	608	75.3	498	642	77.6	303	-85	284	193	-80	
比較鋼 H2	36	α+B	493	621	79.4	565	665	85.0	316	-85	271	169	-70	
発明鋼 I1	60	粗粒α+B	462	625	73.9	511	670	76.3	312	-70	300	224	-70	
発明鋼 J1	60	粗粒α+B	342	495	69.1	429	573	74.9	341	-85	328	281	-80	
発明鋼 K1	40	粗粒α+B	348	501	69.5	410	574	71.4	346	-95	325	266	-85	
発明鋼 L1	50	粗粒α+B	399	550	72.5	477	616	77.4	308	-100	291	225	-90	
発明鋼 M1	40	粗粒α+B	265	451	58.8	312	489	63.8	265	-75	251	198	-75	
比較鋼 M2	40	α+P	238	415	57.3	336	462	72.7	174	-35	22	9	15	
発明鋼 N1	45	粗粒α+B	271	473	57.3	316	513	61.6	251	-65	234	185	-60	
比較鋼 O1	40	粗粒α+B	368	508	72.4	416	553	75.2	300	-85	211	32	-65	
比較鋼 P1	30	粗粒α+B	370	530	69.8	424	581	73.0	274	-55	168	15	-30	
比較鋼 Q1	60	粗粒α+B	405	552	73.4	449	599	76.0	339	-100	234	45	-75	
比較鋼 R1	40	粗粒α+B	468	634	73.8	539	688	78.3	273	-80	188	30	-40	
比較鋼 S1	36	粗粒α+B	460	608	75.7	529	669	79.1	308	-80	196	29	-65	
比較鋼 T1	40	粗粒α+B	268	453	59.2	316	495	69.8	240	-55	116	12	-20	

【0038】表3から明らかなように、酸素含有量が30ppm以下で、粗粒フェライト（ASTM No. 9-11）とベイナイトの混合組織（ベイナイト率40-70%）を有する本発明鋼（A1, B1, C1, D1, E1, F1, G1, H1, I1, J1, K1, L1, M1, N1）は高歪速度でもYRが80%以下で、繰り返し歪後もvE-5 (min) が150J以上の高靱性を示した。

【0039】これに対して、490MPa級のフェライト+パーライト組織であるA2, B2, F2は、高歪速度の場合、通常の引張試験に比較してYRの上昇が著し

く、80%を超える値になった。400MPa級のフェライト+パーライト組織であるM2の鋼板も、高歪速度の引張試験ではYRが72.7%であり、400MPa級としては高いYRを示した。また、これらの鋼は、高歪速度の繰り返し歪後、著しく靱性が劣化し、室温近傍のvTsを示した。細粒フェライト（ASTM No. 11超え）+ベイナイト混合組織であるA3, C2, E2, G2, H2鋼板およびベイナイト単相組織であるE3鋼板は、高歪速度の引張試験のYRが80%を超える値となった。また、組織が粗粒フェライトとベイナイトの混合組織であっても、酸素含有量が30ppm

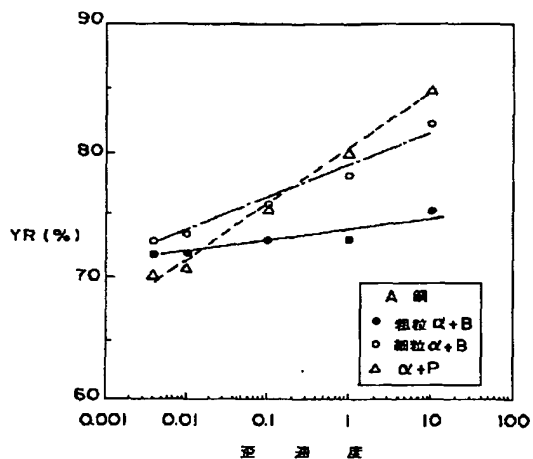
11

を超えるO1, P1, Q1, R1, S1, T1の銅板は、高歪速度の繰返し歪後の vE_{-5} (min) が45 J以下となった。

【0040】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、高歪速度で変形を受けた場合にも低降伏比（80%以下）を示し、かつ高歪速度で繰返し歪を受けた後も安定して高靱性を示す耐震建築用銅材が提供される。この

【図1】



12

ため、活断層近傍の建造物の塑性耐震設計が可能となる。さらに、本発明の銅材は大量生産にも対応可能である。

【図面の簡単な説明】

【図1】引張歪速とYRとの関係を示す図。

【図2】酸素含有量と、高歪速度で繰返し塑性歪を与えた後に-5℃で試験したシャルピー衝撃吸収エネルギーとの関係を示す図。

【図2】

